



UNIVERSITÀ DI PISA

---

DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA CIVILE E INDUSTRIALE  
Corso di Laurea Magistrale in Ingegneria Meccanica (Classe LM-33)

## **Sviluppo di un modello per la previsione delle deformazioni nelle ruote dentate in seguito al trattamento di cementazione-tempra**

Candidato:  
**Simone Bastregghi**

Relatori:  
**Prof. Marco Beghini**  
**Prof. Renzo Valentini**  
**Dott. Daniele Zanetti**

---

Anno Accademico 2013-2014

*al nonno Mario, bastone della mia giovinezza  
e a Francesca, luce del mio futuro.*

# Sommario

Nel presente lavoro si illustra la messa a punto di un modello per la simulazione delle distorsioni nelle ruote dentate a seguito del trattamento di cementazione-tempra. Esso, effettuando un'analisi assialsimmetrica, calcola la velocità di raffreddamento in vari punti del pezzo; in base ad essa e simulando le curve CCT dell'acciaio con il sistema Creusot-Loire, viene calcolata la frazione di martensite attesa e la corrispondente variazione di volume.

È strutturato in tre fasi:

1. una simulazione FEM di transitorio termico mediante uno script in linguaggio *ANSYS® Parametric Design Language* (APDL) per il calcolo delle velocità di raffreddamento;
2. un'elaborazione dei dati mediante uno script in linguaggio *Python* per il calcolo della frazione di martensite;
3. una simulazione FEM strutturale mediante uno script in linguaggio APDL per il calcolo delle deformazioni.

Sono stati progettati dei provini per la messa a punto e la validazione del modello e si sono eseguite delle misure su una ruota in produzione che sono state confrontate con i risultati delle simulazioni. Tale confronto ha messo in luce un'ottima capacità del modello di riprodurre qualitativamente l'andamento delle deformazioni.

# Indice

<b>1</b>	<b>Introduzione</b>	<b>8</b>
1.1	Il processo di cementazione e tempra . . . . .	8
1.2	Le deformazioni nei trattamenti termici . . . . .	14
1.2.1	Modelli numerici per la previsione delle deformazioni . . . . .	18
<b>2</b>	<b>Struttura del modello</b>	<b>20</b>
2.1	Caratteristiche generali del modello . . . . .	20
2.2	Modello FEM per il transitorio termico . . . . .	22
2.3	Elaborazione dei dati . . . . .	32
2.3.1	Il sistema Creusot-Loire . . . . .	32
2.3.2	Calcolo della variazione di volume in seguito al trattamento termico . . . . .	35
2.3.3	Descrizione dello script di elaborazione dei dati . . . . .	37
2.4	Modello FEM strutturale . . . . .	40
<b>3</b>	<b>Pianificazione delle prove</b>	<b>44</b>
3.1	Provini cilindrici tipo “A” . . . . .	44
3.2	Provini cilindrici impilati tipo “B” . . . . .	47
3.3	Provini tronco-conici tipo “C” . . . . .	50
<b>4</b>	<b>Discussione dei risultati</b>	<b>55</b>
4.1	Confronto del modello con un caso reale . . . . .	55
4.1.1	Procedura di misura . . . . .	57
4.1.2	Caratteristiche del modello previsionale . . . . .	60
4.1.3	Confronto dei risultati con i dati sperimentali . . . . .	61
4.1.4	Studio del comportamento del modello al variare di alcuni parametri . . . . .	63
4.2	Studio di convergenza del modello . . . . .	67
<b>5</b>	<b>Conclusioni e sviluppi futuri</b>	<b>69</b>

<i>INDICE</i>	4
<b>A Procedure di calcolo</b>	<b>71</b>
A.1 Calcolo del coefficiente delta . . . . .	71
A.2 Calcolo dei parametri termici fittizi per la simulazione strutturale.	72
<b>B File utilizzati nella modellazione FEM</b>	<b>73</b>
B.1 Script per la simulazione termica . . . . .	73
B.2 File out.txt . . . . .	77
B.3 Script di elaborazione dei dati . . . . .	79
B.4 File temp_fitt.txt . . . . .	82
B.5 Script per la simulazione strutturale . . . . .	83
<b>C Prescrizioni per le prove</b>	<b>85</b>
<b>Bibliografia</b>	<b>88</b>

# Elenco delle figure

1.1	Effetto della diffusione sul gradiente di carbonio. . . . .	10
1.2	Diagramma schematico delle trasformazioni dell'austenite durante il raffreddamento continuo. . . . .	11
1.3	Variazione della velocità di raffreddamento alla tempra nelle diverse zone di un particolare cilindrico. . . . .	12
1.4	Esempi di deformazione isotropa e anisotropa. . . . .	15
1.5	Variazione volumetrica dopo tempra di un acciaio, in funzione della percentuale di carbonio. . . . .	16
1.6	Andamento della temperatura e delle sollecitazioni termiche durante il raffreddamento di un metallo non soggetto a trasformazioni di fase. . . . .	17
2.1	Significato dei parametri geometrici dell'analisi di transitorio termico. . . . .	23
2.2	Profilo quotato della dentiera di riferimento. . . . .	25
2.3	Mesh ottenuta con il codice per l'analisi termica della ruota a due diametri. . . . .	28
2.4	Grafico temperatura - tempo di tre nodi in posizioni notevoli. . . . .	30
2.5	Mappa delle temperature nodali calcolate al termine della simulazione di transitorio termico. . . . .	31
2.6	Temperatura fittizia mappata sulla geometria deformata e sovrapposta alla mesh non deformata. . . . .	42
2.7	Spostamento in direzione "x" calcolato lungo la generatrice del cilindro maggiore. . . . .	43
3.1	Disegno tecnico del provino tipo "A". . . . .	46
3.2	Deformata con andamento della temperatura fittizia del provino tipo "A" $D = 80$ . . . . .	47
3.3	Disegno tecnico del provino tipo "B". . . . .	49
3.4	Deformata con andamento della temperatura fittizia del provino tipo "B" $D = S = 120$ . . . . .	50

3.5	Schema di montaggio dei provini tipo "B". . . . .	51
3.6	Disegno tecnico del provino tipo "C". . . . .	53
3.7	Deformata con andamento della temperatura fittizia del provino tipo "C" $D_1 = 80$ , $D_2 = 10$ , $S = 40$ . . . . .	54
4.1	Vista isometrica della ruota solare su cui sono state effettuate le misure. . . . .	55
4.2	Sezione con un piano contenente l'asse della ruota solare su cui sono state effettuate le misure. . . . .	56
4.3	Ruota appoggiata sul piano dello strumento di misura. . . . .	58
4.4	Andamento dello scostamento della posizione dei punti della testa del dente 1 misurata rispetto a quella teorica. . . . .	59
4.5	Andamento dello scostamento della posizione dei punti sulla linea 1-3 misurata rispetto a quella teorica. . . . .	60
4.6	Sezione semplificata usata per la modellazione della ruota solare.	61
4.7	Profilo della testa del dente. . . . .	62
4.8	Profilo del linea radiale sulla base maggiore. . . . .	64
4.9	Profilo della generatrice del cilindro maggiore deformata con $Ct = 0.28$ . . . . .	65
4.10	Profilo della generatrice del cilindro maggiore deformata con $C = 0.8$ . . . . .	66
4.11	Andamento del parametro "perdita di linearità" al variare della dimensione degli elementi. . . . .	68

# Elenco delle tabelle

2.1	Sistema di unità di misura coerenti consigliato per il modello .	26
2.2	Valori numerici assegnati ai parametri nella prima fase della simulazione. . . . .	27
2.3	Valori numerici assegnati alle proprietà del materiale. . . . .	27
2.4	Limiti di concentrazione in massa degli elementi ammessi dal sistema Creusot-Loire. . . . .	34
2.5	Volume specifico delle diverse fasi di un acciaio espresse in $\text{\AA}^3$ . .	35
2.6	Valori numerici assegnati ai parametri nella seconda fase della simulazione. . . . .	38
3.1	Valori numerici assegnati ai parametri per la simulazione dei provini. . . . .	45
3.2	Valori del parametro deformativo al variare dei parametri geometrici, provini “A”. . . . .	46
3.3	Valori del parametro deformativo al variare dei parametri geometrici, provini “B”. . . . .	48
3.4	Valori dei parametri deformativi al variare dei parametri geometrici per i provini di tipo “C”. . . . .	52
4.1	Composizione dell’acciaio SAE AISI 4320. . . . .	56
4.2	Alcune caratteristiche della dentatura della ruota solare su cui sono state effettuate le misure. . . . .	57



# Capitolo 1

## Introduzione

### 1.1 Il processo di cementazione e tempra

Il processo di cementazione-tempra è un trattamento termochimico che mira a conferire ai pezzi in acciaio determinate proprietà di durezza e resistenza richieste dal progetto.

La prima fase del trattamento consiste nella carbocementazione che, essendo il più antico e diffuso trattamento di cementazione (diffusione in fase solida), ne prende il nome per antonomasia. In essa il carbonio, libero o nascente da reazioni chimiche del mezzo cementante, è assorbito dalla superficie e diffonde verso l'interno con un gradiente di concentrazione che dipende dai parametri di processo.

All'inizio del processo di cementazione l'assorbimento del carbonio è molto rapido, poi rallenta fino ad annullarsi quando sono raggiunte le condizioni di equilibrio.

Il carbonio diffonde con velocità che dipende dalla temperatura, dal coefficiente di diffusione del carbonio e dalla sua differenza di concentrazione tra superficie e cuore. Pertanto esso diffonde assai poco nei primi minuti del processo di cementazione, quando tale differenza di concentrazione è bassa, ma raggiunge poco dopo la massima diffusività quando in superficie si è instaurato l'equilibrio con il potenziale di carbonio del mezzo cementante.

La diffusione del carbonio tende a far diminuire la sua concentrazione superficiale, con conseguente diminuzione del suo potenziale di carbonio, che però è subito ripristinato per ulteriore assorbimento di carbonio dal mezzo cementante. Per questa ragione il processo di cementazione continua nel tempo e non si arresta; infatti, non si raggiungono mai le condizioni di equilibrio tra il potenziale di carbonio del mezzo cementante e quello della superficie dell'acciaio se non dopo tempi estremamente lunghi.

Il carbonio assorbito dalla superficie diffonde nell'acciaio secondo la seconda legge di Fick:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}, \quad (1.1)$$

dove  $C$  è la concentrazione di carbonio,  $D$  la sua diffusività,  $x$  la coordinata spaziale e  $t$  quella temporale.

Dunque la diffusione del carbonio nell'acciaio oltre che dal gradiente di concentrazione dipende anche dal coefficiente di diffusione, che è funzione della temperatura, della differenza di concentrazione del carbonio fra superficie e cuore. Esso in particolare presenta una riduzione di un ordine di grandezza passando dalla ferrite all'austenite. Questo complica il processo di cementazione infatti il coefficiente di diffusione suggerirebbe di eseguire il trattamento in campo ferritico, tuttavia ciò non è possibile data la scarsa solubilità del carbonio in questo campo; si deve quindi portare l'acciaio ad alte temperature fino a raggiungere il campo austenitico dove, però, la diffusione è molto più lenta, rallentando lo svolgimento del processo.

A temperatura di cementazione costante, la profondità totale di diffusione dipende dalla durata del trattamento termico e varia con la radice quadrata del tempo. Ciò significa che per raddoppiare lo spessore dello strato cementato è necessario quadruplicare il tempo di trattamento, a parità d'ogni altra condizione.

Normalmente la cementazione viene effettuata a temperatura compresa tra 850 e 950 °C e si compone di due fasi, la prima di cementazione attiva e la seconda di diffusione: dalla loro durata dipende l'andamento finale del gradiente di carbonio (figura 1.1), ottimizzato quando:

- la curva di variazione della percentuale di carbonio in funzione della distanza dalla superficie assume la caratteristica forma ad "S";
- la profondità efficace di cementazione raggiunge lo spessore richiesto (curva 1 di figura 1.1).

Se dopo la fase di cementazione attiva, non segue una corretta fase di diffusione, il gradiente di carbonio assume un andamento monotono decrescente (curva 2 di figura 1.1), oppure a campana (curva 3 di figura 1.1).

Dopo la carbocementazione, i pezzi devono essere sempre temprati, per conferire al guscio superficiale la corretta struttura martensitica e l'elevata durezza desiderata.

La tempra può essere diretta, cioè seguire subito la cementazione, oppure indiretta. In questo caso avviene dopo un successivo riscaldamento (riaustenizzazione) dei pezzi, che erano stati già raffreddati dopo la cementazione

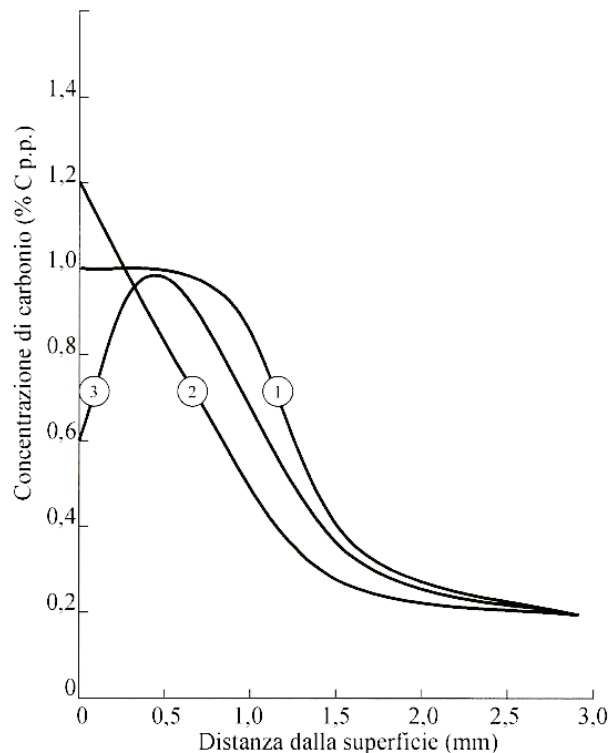


Figura 1.1: Effetto della diffusione sul gradiente di carbonio:

1. ciclo con diffusione corretta;
2. ciclo senza diffusione;
3. ciclo con diffusione eccessiva.

fino a completa trasformazione dell'austenite del guscio cementato in perlite e di quella del cuore in ferrite e perlite.

La tempra diretta è meno costosa e dà luogo a minori deformazioni dei pezzi, specialmente quando eseguita dalla corretta temperatura d'austenitizzazione, generalmente più bassa di quella di cementazione. Infatti, dopo la cementazione, prima della tempra è consigliato abbassare la temperatura dei pezzi a quella più idonea per la tempra diretta.

La tempra indiretta conferisce caratteristiche microstrutturali migliori allo strato superficiale cementato e al cuore, ma è più costosa e talvolta deforma maggiormente i pezzi.

In entrambi i casi la tempra consiste, dopo corretta austenitizzazione, in un raffreddamento sufficientemente drastico per evitare la trasformazione

dell'austenite ad alta temperatura, cioè nelle strutture indesiderate, perlite e bainite, ed ottenere la trasformazione, a bassa temperatura, in martensite.

La struttura che si desidera ottenere è quindi la martensite, ovvero una soluzione soprassatura di carbonio nel ferro con reticolo tetragonale, i cui parametri reticolari aumentano col contenuto di carbonio. Negli acciai da costruzione la durezza della martensite aumenta con il contenuto di carbonio, fino a 65 HRC corrispondente allo 0.8 %.

La minima velocità di raffreddamento, che consente la trasformazione totale dell'austenite in martensite è detta velocità superiore di tempra o velocità critica di tempra. Essa è rappresentata nel diagramma CCT di figura 1.2.

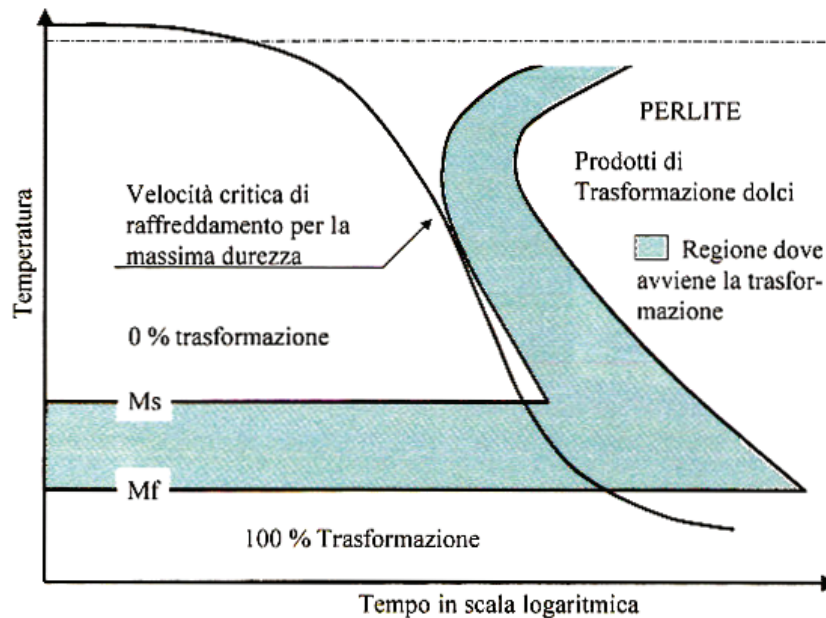


Figura 1.2: Diagramma schematico delle trasformazioni dell'austenite durante il raffreddamento continuo: la curva rappresenta la velocità minima per una trasformazione completamente martensitica (velocità critica di tempra).

Ogni acciaio possiede una ben definita velocità critica di tempra che gli conferisce la massima durezza.

La trasformazione martensitica comincia alla temperatura  $M_s$  e si completa alla temperatura  $M_f$ , in condizioni anisoterme. La temperatura  $M_s$  è caratteristica per ogni acciaio e varia con la sua composizione chimica. Generalmente decresce con l'aumentare del carbonio, ma varia anche in funzione della concentrazione di alcuni elementi di lega, come descritto al paragrafo 2.3.1.

Durante la tempra, la superficie dei pezzi si raffredda più rapidamente del cuore. Perciò un guscio superficiale di definito spessore potrebbe raffreddare con velocità superiore a quella critica di tempra, mentre il nucleo, che si raffredda più lentamente, potrebbe non raggiungerla. In tal caso a fine tempra, il guscio superficiale avrà una struttura martensitica, mentre il nucleo una struttura mista perlitico bainitica e magari parzialmente martensitica (figura 1.3). Da queste differenze di velocità nel raffreddamento delle diverse zone derivano le tensioni interne, che talvolta sono desiderate, ma spesso danno luogo a distorsioni, oggetto del presente studio, intollerabili nei pezzi temprati.

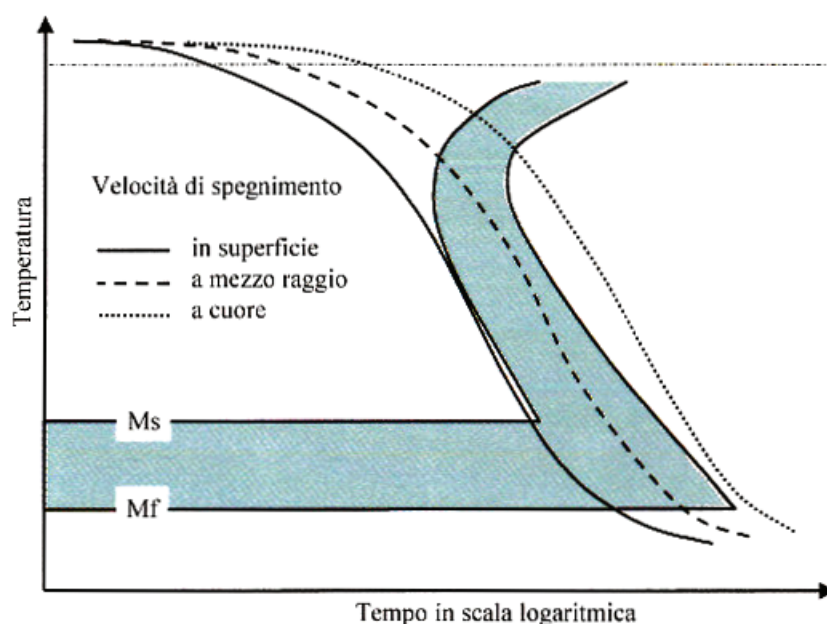


Figura 1.3: Variazione della velocità di raffreddamento alla tempra nelle diverse zone di un particolare cilindrico.

Per ottenere l'adeguata velocità di raffreddamento si deve scegliere il corretto mezzo di spegnimento.

Si deve tenere conto inoltre che la temperatura  $M_f$  varia secondo la composizione dell'acciaio e scende sempre sotto  $0^\circ\text{C}$  negli acciai da costruzione con carbonio superiore allo 0.5 %. Di conseguenza, la tempra degli acciai con  $C \geq 0.5\%$ , valore che viene sempre superato nella superficie dei pezzi sottoposti a cementazione, non consente una trasformazione completa dell'austenite in martensite se il raffreddamento termina a temperatura ambiente, cioè prima di  $M_f$ . Pertanto resta una certa quantità di austenite residua, crescente con l'aumentare del contenuto di carbonio e di alcuni elementi di

lega. È possibile trasformare tutta l'austenite residua in martensite, continuando il raffreddamento fino alla temperatura  $M_f$ , a patto che il trattamento sottozero segua immediatamente la tempra, per evitare che l'austenite residua si stabilizzi.

Dopo la tempra è indispensabile il trattamento di rinvenimento di distensione, che:

- trasforma la martensite tetragonale in martensite cubica;
- riduce fortemente le tensioni nello strato indurito;
- riduce il rischio d'innesco di cricche durante la rettifica;
- riduce il rischio di deformazioni del pezzo in esercizio.

Nei pezzi carbocementati, temprati e distesi, la durezza superficiale varia normalmente da 57 a 62 HRC, mentre quella a cuore varia da 25 a 45 HRC, a seconda del contenuto di carbonio dell'acciaio e della sua temprabilità.

La profondità di cementazione necessaria dipende dalle dimensioni dei pezzi e dalle sollecitazioni nominali cui sono sottoposti. Lo strato indurito efficace è, per definizione, quello che mantiene una durezza Vickers HV1 superiore ai 550 N/mm<sup>2</sup>, dopo cementazione e tempra. Lo strato indurito efficace varia in funzione del trattamento termico eseguito, della geometria dei pezzi e della temprabilità dell'acciaio.

La cementazione può essere eseguita in mezzi diversi, ma ugualmente capaci di rendere disponibile carbonio nascente. Essi sono gassosi (atmosfera endotermiche o di piroscissione), liquidi (sali fusi) o solidi (carboni granulari opportunamente additivati).

Il metodo ormai più diffuso è il trattamento di cementazione in gas o in atmosfera controllata, per gli indubbi vantaggi tecnici ed ecologici che gli competono. Infatti, operando con le atmosfere è molto più facile automatizzare e controllare il processo in tempo reale con grande affidabilità, ottenendo pezzi perfettamente puliti e correttamente cementati. Inoltre l'inquinamento atmosferico può essere totalmente eliminato, se le atmosfere in uscita dai forni sono bruciate, trasformando i gas tossici o pericolosi (ossido di carbonio, idrogeno, ammoniaca) in gas del tutto innocui (acqua ed anidride carbonica).

Il trattamento con cementante solido, detto *cementazione in cassetta*, è ormai quasi abbandonato, per la scarsa produttività e limitata versatilità. Si usa ancora per piccoli lotti di pezzi di modeste dimensioni.

Il trattamento di cementazione in mezzo liquido o in bagni di sali fusi, nonostante sia mal visto per motivi ecologici perché impiega sali tossici (cianuri), possiede ancora indubbi vantaggi, come la possibilità:

- d'introdurre ed estrarre i pezzi dai bagni quando si vuole (forno aperto);
- d'ottenere in tempi brevi strati cementati sottili di caratteristiche metallurgiche ottimali e perfettamente ripetibili, a costi relativamente bassi e con procedure operative e di controllo molto semplici [1].

## 1.2 Le deformazioni nei trattamenti termici

Le deformazioni dei pezzi sottoposti a trattamento termico hanno un'enorme importanza economica per l'industria e spesso i metallurgisti incontrano notevoli difficoltà nell'illustrare, in modo esauriente e concreto, i motivi delle deformazioni che subiscono i pezzi durante il trattamento termico.

Le cause delle deformazioni sono legate alla tecnica del trattamento, ma traggono origine soprattutto dalle trasformazioni strutturali che i metalli subiscono.

In senso lato, si definiscono deformazioni le variazioni delle misure e della geometria di un pezzo, per esempio: variazioni della planarità, della linearità, della circolarità (ovalizzazione).

Le deformazioni sono suddivisibili in:

- variazioni dimensionali,
- variazioni di forma o distorsioni.

Le variazioni dimensionali coinvolgono soltanto cambiamenti di volume (contrazione o dilatazione) senza modificazioni della geometria dei pezzi (variazioni isotrope). Esse dipendono dalle trasformazioni strutturali che avvengono durante i trattamenti termici.

Le variazioni dimensionali isotrope sono rarissime perché i materiali sono generalmente eterogenei e può accadere che una direzione si espanda o contragga più delle altre.

Le variazioni di forma o distorsioni dipendono dalle variazioni volumetriche anisotrope, ma anche dalle deformazioni elastiche e/o plastiche generate dalle tensioni interne. Queste ultime dipendono dalle variazioni volumetriche impedita e dai gradienti termici che si instaurano nelle varie zone dei pezzi, durante il riscaldamento e soprattutto durante il raffreddamento. Se le tensioni sono asimmetriche o anisotrope, generano sempre variazioni di forma o distorsioni.

Il volume finale di un pezzo è generalmente determinato dalla somma delle variazioni di volume e di forma (figura 1.4). Nel primo caso (isotropia) è sbagliato parlare d'aumento di volume, se non si considera anche la variazione dello spessore. Nel secondo caso (anisotropia), la variazione di volume è certa.

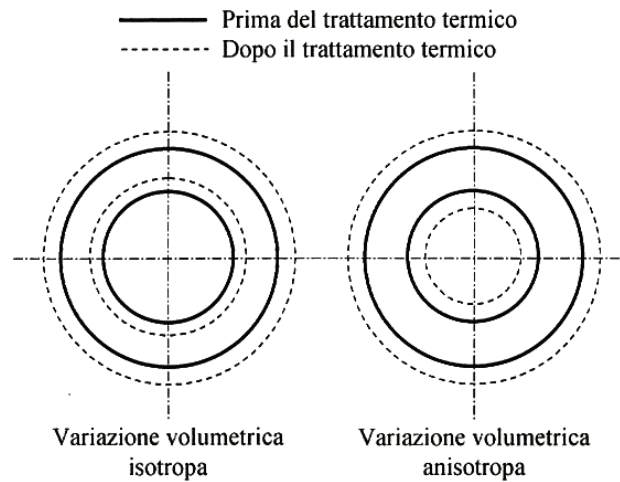


Figura 1.4: Esempi di deformazione isotropa e anisotropa.

Come verrà chiarito nel paragrafo 2.3.2, una delle principali cause delle deformazioni che insorgono durante trattamento termico è la formazione di fasi differenti rispetto a quelle che costituiscono il materiale di partenza.

Nei pezzi che vengono sottoposti a cementazione-tempra, normalmente gli acciai si trovano in partenza allo stato ricotto, per cui la loro struttura è ferritica. In seguito al trattamento termico tale struttura si trasforma in martensite che presenta un volume specifico maggiore. Nei pezzi di notevoli dimensioni inoltre, difficilmente la trasformazione martensitica sarà completa fino a cuore dove, in base alla velocità di raffreddamento raggiunta, può trovarsi una struttura parzialmente martensitica o bainitico-perlitica. Queste varie fasi presentano volumi specifici differenti portando il pezzo, nel suo complesso, a subire inevitabilmente delle variazioni di forma, oltre che di volume, e causando l'insorgere di un campo di tensioni residue.

Si deve anche tenere conto che, nel caso dei pezzi sottoposti a cementazione, il tenore di carbonio è molto superiore in superficie, rispetto a quello del materiale base.

La tempra martensitica genera un rigonfiamento, la cui entità dipende dal tenore di carbonio dell'acciaio e dalla percentuale di austenite residua. Tenuto conto che all'aumentare del contenuto di carbonio oltre lo 0.8 % cresce notevolmente la quantità di austenite residua, in certe condizioni è possibile assistere ad una contrazione dopo tempra. Ciò accade soprattutto negli acciai ad alto tenore di carbonio, come illustrato in figura 1.5

Per le diverse strutture che si formano e soprattutto per la non contemporaneità delle trasformazioni, legate ai gradienti termici, si generano tensioni che talvolta superano il limite di snervamento dell'acciaio e provocano



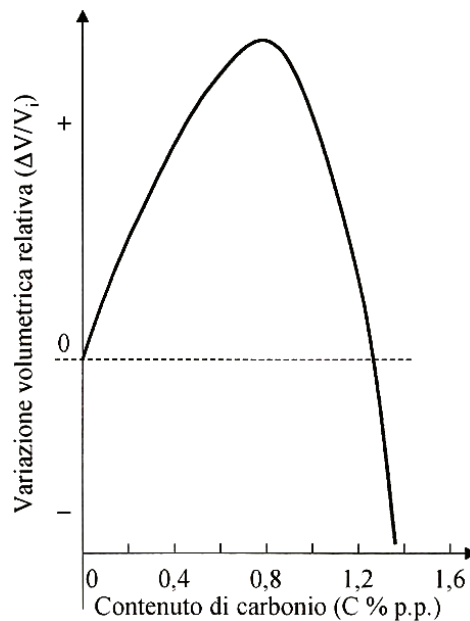


Figura 1.5: Variazione volumetrica dopo tempra di un acciaio, in funzione della percentuale di carbonio.

deformazioni plastiche anche consistenti.

Durante il riscaldamento, ma soprattutto durante il raffreddamento, per la differenza di temperatura tra superficie e cuore o tra diverse parti del pezzo, si creano tensioni termiche o trasformazioni strutturali, che possono provocare variazioni di forma dei pezzi.

Durante il raffreddamento, la temperatura della superficie diminuisce più rapidamente di quella del cuore. La maggior contrazione termica superficiale è ostacolata dalla minor contrazione del cuore. Perciò in superficie s'instaurano sollecitazioni di trazione, mentre a cuore sollecitazioni di compressione di ugual intensità, per ovvie ragioni di equilibrio, visto che la risultante della sommatoria di tutte le sollecitazioni interne deve necessariamente esser nulla.

Se l'intensità delle tensioni termiche restasse nei limiti del comportamento elastico dell'acciaio (in pratica inferiori al limite di snervamento alla temperatura in cui si manifestano), il pezzo non subirebbe alcuna variazione di forma, perché le tensioni si annullano non appena la temperatura del cuore raggiunge quella della superficie più fredda (curve *A* e *B* di figura 1.6). Ma ciò generalmente non avviene, perché il limite di snervamento dell'acciaio a temperatura relativamente alta è basso e può esser superato facilmente dalle tensioni termiche. In tal caso avvengono deformazioni plastiche che portano ad un abbassamento significativo delle tensioni residue (curve *C* e *D* di figura

1.6). L'entità della diminuzione delle tensioni per deformazione plastica è rappresentata dalla zona tratteggiata tra le curve *A* e *C*.

Dopo il raggiungimento della massima differenza di temperatura tra superficie e cuore, la contrazione termica al raffreddamento del cuore diventa maggiore di quella superficiale perciò le sollecitazioni s'invertono, portando in compressione la superficie ed in trazione il cuore.

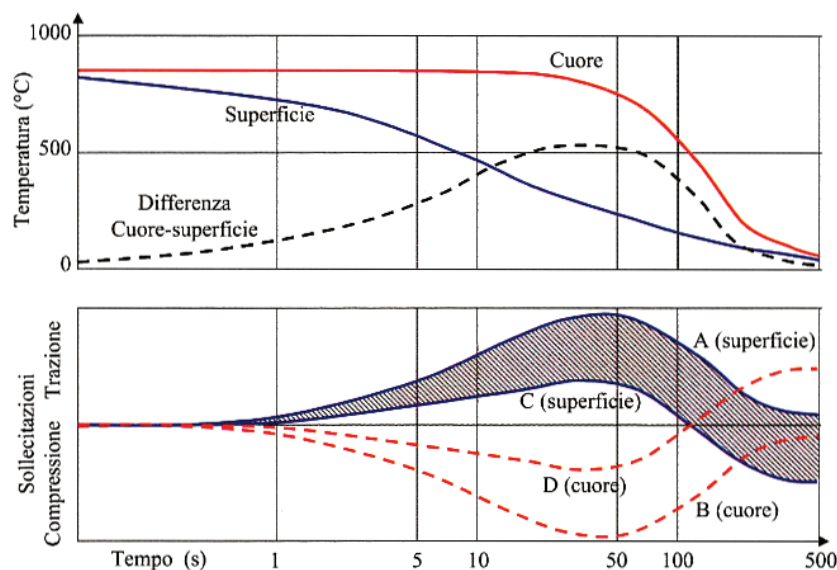


Figura 1.6: Andamento della temperatura e delle sollecitazioni termiche durante il raffreddamento di un metallo non soggetto a trasformazioni di fase.

A questo stato tensionale si sommano le sollecitazioni derivanti dalle variazioni volumetriche dovute alle trasformazioni di fase, che complicano ulteriormente il quadro complessivo.

Le variazioni di forma dei pezzi dipendono dalle sollecitazioni termiche e di trasformazione di fase, che sono assorbite dalle deformazioni plastiche permanenti.

Inoltre, come anticipato in precedenza, per gli elevati tenori di carbonio che si raggiungono in prossimità della superficie grazie al processo di cementazione, dopo tempra la trasformazione martensitica non arriverà a completarsi del tutto, causando la presenza di isole di austenite residua. Una volta che il pezzo è posto in esercizio, le sollecitazioni cui è sottoposto potrebbero favorire la trasformazione dell'austenite con conseguente variazione di volume e modificazione del campo di tensioni residue; tale fenomeno è detto *Transformation-Induced Plasticity* (TRIP) [11].

### 1.2.1 Modelli numerici per la previsione delle deformazioni

La complessità del problema e la sua importanza industriale hanno stimolato lo sviluppo di modelli numerici in grado di prevedere il comportamento dei componenti a seguito dei trattamenti termici.

Attualmente sono disponibili dei software che, utilizzando analisi agli elementi finiti (FEM) multi-fisiche, si propongono di modellare buona parte dei meccanismi coinvolti, ovvero:

- la diffusione nel carbonio durante la cementazione,
- i meccanismi di trasmissione del calore nel bagno di tempra,
- la cinetica delle trasformazioni di fase,
- la variazione delle proprietà del materiale e la presenza di scorrimenti plastici,
- le deformazioni TRIP.

Un esempio è il software DANTE, acronimo di *Distortion ANalysis for Thermal Engineering*, è stato sviluppato per il *Heat Treatment Distortion Project* al *National Center for Manufacturing Sciences (NCMS)* [7]. Il suo modello meccanico è basato su una teoria dei miscugli in cui si tiene traccia del comportamento di ciascuna fase, modellandone la cinetica di trasformazione. La manifestazione macroscopica dell'interazione tra le fasi è data dal relativo adattamento delle deformazioni durante le trasformazioni. In primo luogo, la variazione di volume associata alle trasformazioni di fase impartisce una deformazione di pura dilatazione, in più la deformazione plastica deviatorica comporta una variazione di forma permanente quando le trasformazioni di fase avvengono in presenza di uno stato di tensione deviatorico macroscopico. Viene tenuto conto anche delle deformazioni TRIP, parametrizzate attraverso test dilatometrici.

È stata eseguita anche una vasta serie di test per riprodurre correttamente la plasticità della singola fase e i modelli della cinetica delle trasformazioni. Questi modelli sono stati quindi implementati come un *User Material* nel codice ad elementi finiti ABAQUS. [11].

Un altro esempio è il COSMAP - *COMputer Simulation of MANufacturing Process* - un software di simulazione per i processi di trattamento termochimico inclusi carbocementazione, nitrurazione e cicli di riscaldamento/raffreddamento locali. Esso è in grado di simulare la distribuzione di temperatura, la cinetica delle trasformazioni di fase, i campi di tensione e deformazione

(considerando gli accoppiamenti tra di essi) e la distribuzione del carbonio e dell'azoto per i processi di carbocementazione e nitrurazione. Questo software analitico è basato principalmente sul modello *Metallo-Thermo-Mechanics* sviluppato dal professor T. Inoue e D.Y. Ju, all'interno di una struttura di analisi agli elementi finiti.

COSMAP è parte dei risultati del progetto IMS-VHT (*Intelligent Manufacturing Systems - Virtual Heat Treatment project*) sviluppato dal Dott. Tatsuo Inoue (Professore presso l'Università di Fukuyama e Professore Emerito presso l'Università di Kyoto) e dal Dott. D.Y.Ju (Professore presso il *Saitama Institute of Technology*) [10] [6]

L'approccio al problema proposto da questa tipologia di software è completo, ovvero si cerca di tenere conto del maggior numero possibile di aspetti coinvolti nei processi deformativi. La complessità derivante da tale completezza comporta, di contro:

- elevati costi di acquisto dei software stessi;
- necessità di una loro accurata messa a punto in base alle esigenze dell'utilizzatore;
- necessità di disporre di notevoli risorse di calcolo e/o elevati tempi per eseguire le simulazioni;
- una conoscenza estremamente approfondita di una notevole quantità di caratteristiche riguardanti gli acciai e i processi di produzione a cui sono sottoposti i componenti.

Nel nostro studio, svolto presso CATTINI & FIGLIO srl grazie ad una borsa di studio messa a disposizione da Assiot - Associazione Italiana Costruttori Organi di Trasmissione ed Ingranaggi, si è proposto un approccio semplificato. L'obiettivo che ci siamo proposti è stato quello di mettere a punto un modello di semplice utilizzo, versatile e poco oneroso in termini di risorse di calcolo: esso avrebbe dovuto essere in grado di fornire delle previsioni, perlomeno qualitative, riguardo le deformazioni che si determinano a seguito del processo di cementazione-tempra.